

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2000282151
PUBLICATION DATE : 10-10-00

APPLICATION DATE : 30-03-99
APPLICATION NUMBER : 11088963

APPLICANT : NISSHIN STEEL CO LTD;

INVENTOR : TANAKA HIROAKI;

INT.CL. : C21D 9/48 C21D 8/02 C21D 8/04 C21D 9/46 C22C 38/00 C22C 38/16

TITLE : MANUFACTURE OF STEEL SHEET EXCELLENT IN SURFACE CHARACTERISTICS AND WORKABILITY

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a high strength steel sheet or a hot-dip metal coated steel sheet, excellent in surface characteristics and workability.

SOLUTION: A steel slab, which has a composition containing, by weight, 0.0005-0.01% C, ≤2.0% Si, 0.05-3.0% Mn, ≤0.2% P, 0.0005-0.02% S, 0.5-3.0% Cu, 0.005-0.10% acid-soluble Al, and ≤0.007% N and optionally containing 0.01-0.1% Ti, 0.01-0.1% Nb, and 0.2-2.0% Ni, is used. This steel slab is reheated or subjected to hot direct rolling to undergo hot rolling at a finish rolling temperature not lower than the Ar₃ transformation point and at a coiling temperature of 650-800°C. Subsequently, cold rolling at 10-60% cold rolling rate and acid pickling are applied, and the resultant steel sheet is annealed at a temperature between the recrystallization temperature and 900°C.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

BEST AVAILABLE COPY

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-282151

(P2000-282151A)

(43) 公開日 平成12年10月10日 (2000.10.10)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	データコード*(参考)
C 21 D 9/48		C 21 D 9/48	E 4K032
8/02		8/02	A 4K037
8/04		8/04	A
9/46		9/46	C
C 22 C 38/00	301	C 22 C 38/00	301A

審査請求 未請求 請求項の数 4 OL (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平11-88963	(71) 出願人 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
(22) 出願日 平成11年3月30日 (1999.3.30)	(72) 発明者 松元 孝 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号 日 新製鋼株式会社内
	(72) 発明者 肥後 裕一 広島県吳市昭和町11番1号 日新製鋼株式 会社技術研究所内
	(72) 発明者 田中 宏明 広島県吳市昭和町11番1号 日新製鋼株式 会社技術研究所内
	最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 表面性状及び加工性に優れた鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 表面性状と加工性に優れた高強度鋼板あるいは溶融めっき鋼板を得る。

【構成】 C : 0.0005~0.01%, Si : 2.0%以下, Mn : 0.05~3.0%, P : 0.2%以下, S : 0.0005~0.02%, Cu : 0.5~3.0%, 酸可溶Al : 0.005~0.10%, N : 0.007%以下、必要に応じてTi : 0.01~0.1%, Nb : 0.01~0.1%, Ni : 0.2~2.0%を含む組成をもつ鋼スラブを再加熱又は直送し、仕上げ圧延温度Ar₃変態点以上、巻取り温度650~800°Cの熱間圧延を施す。次いで、冷延率10~60%の冷間圧延、酸洗を施し、得られた鋼板を再結晶温度以上900°C以下で焼純する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0. 0005~0. 01重量%, S i : 2. 0重量%以下, M n : 0. 05~3. 0重量%, P : 0. 2重量%以下, S : 0. 0005~0. 02重量%, Cu : 0. 5~3. 0重量%, 酸可溶A 1 : 0. 005~0. 10重量%, N : 0. 007重量%以下を含む組成をもつ鋼スラブを再加熱又は直送し、仕上げ圧延温度Ar₃変態点以上、卷取り温度650~800°Cの熱間圧延を施し、得られた熱延鋼帶に冷延率10~60%の冷間圧延を施し、酸洗後、得られた鋼板を再結晶温度以上900°C以下で焼純することを特徴とする表面性状及び加工性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1記載の鋼スラブとして、更にT i : 0. 01~0. 1重量%及び/又はN b : 0. 01~0. 1重量%を含む組成をもつ鋼スラブを使用する表面性状及び加工性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項3】 請求項1又は2記載の鋼スラブとして、更にN i : 0. 2~2. 0重量%を含む組成をもつ鋼スラブを使用する表面性状及び加工性に優れた鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項1~3記載の鋼スラブとして、更にB : 0. 0002~0. 002重量%, Z r : 0. 01~0. 1重量%, V : 0. 01~0. 1重量%の1種又は2種以上を含む組成をもつ鋼スラブを使用する表面性状及び加工性に優れた鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車用鋼板、家電製品、電機、電子材料等の用途に適した表面性状と加工性に優れた鋼板を製造する方法に関する。

【0002】

【従来の技術】Cuを添加した鋼板では、比較的低い温度の熱処理を施すだけでCuの析出強化作用が発現される。Cu添加鋼板は、この性質を利用して従来の高強度冷延鋼板以上の高強度が得られる材料として、自動車、家電製品、電機、電子材料等の広範な分野で多用されている。この種の用途では、過酷なプレス加工が施されることもあるため優れた深絞り性が要求されている。また、製品の美麗さが問題にされている昨今の市場を考慮すると、良好な表面性状をもつことも製品価値を高める上で重要な要素となる。

【0003】この種の鋼板は、成分が特定された鋼を厚さ250mm程度の連続スラブ又は分塊スラブとし、連続スラブ又は分塊スラブを2~6mm程度の厚みに熱間圧延し、得られた熱延鋼帶を酸洗でデスケールした後、冷間圧延を施し、次いで再結晶焼純を施すことにより製造されている。また、溶融めっき鋼帶は、再結晶焼純後に溶融めっきすることにより製造されている。製造された冷延鋼帶や溶融めっき鋼帶は、引張試験で求めた伸びや深絞り性の指標となるランクフォード値で加工性が評

価される。しかし、伸びやランクフォード値は、鋼成分の外に製造条件によっても大きな影響を受ける。そのため、必要とする加工性を確保するため、従来から種々の製造条件が設定されている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】なかでも、熱間圧延時の巻取り温度は、鋼帯の伸びやランクフォード値に大きく影響する。巻取り温度を高めに設定すると伸びやランクフォード値が向上するが、過度に高い温度で熱延鋼板を巻き取ると、巻取り後の冷却過程で鋼板表面の酸化が進行し、厚い酸化スケールが生成する。その結果、後続の酸洗工程においてデスケール性が低下し、生産性が大きく阻害されるばかりでなく、鋼板の表面性状にも悪影響を及ぼす。特に、Cu添加鋼帶では、デスケール性的低下が著しい。そのため、巻取り温度を高めに設定することには実用的な面から制約が加わり、巻取り温度の上昇によって伸びやランクフォード値を向上させることには限界があった。

【0005】本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、鋼成分及び製造条件を総合的に調整して巻取り温度を比較的高く設定すると共に、酸洗前工程としてデスケール性を高める冷間圧延を施すことにより、生産性を阻害することなく、良好な表面性状をもち、しかも加工性に優れた鋼板及び溶融めっき鋼板を製造することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明の製造方法は、その目的を達成するため、C : 0. 0005~0. 01重量%, S i : 2. 0重量%以下, M n : 0. 05~3. 0重量%, P : 0. 2重量%以下, S : 0. 0005~0. 02重量%, Cu : 0. 5~3. 0重量%, 酸可溶A 1 : 0. 005~0. 10重量%, N : 0. 007重量%以下を含む組成をもつ鋼スラブを再加熱又は直送し、仕上げ圧延温度Ar₃変態点以上、卷取り温度650~800°Cの熱間圧延を施し、得られた熱延鋼板に冷延率10~60%の冷間圧延を施し、酸洗後、得られた鋼板を再結晶温度以上900°C以下で焼純することを特徴とする。使用する鋼スラブとしては、更にT i : 0. 01~0. 1重量%, N b : 0. 01~0. 1重量%, N i : 0. 2~2. 0重量%の1種又は2種以上を含むことができる。また、B : 0. 0002~0. 002重量%, Z r : 0. 01~0. 1重量%, V : 0. 01~0. 1重量%の1種又は2種以上を含む鋼スラブも使用可能である。

【0007】

【実施の形態】本発明では、鋼板又は溶融めっき鋼板の強度に応じて合金設計された鋼スラブから熱延鋼板を製造する際、比較的高い温度で熱延鋼板をコイルに巻き取ることにより、鋼板又は溶融めっき鋼板で高い伸びやランクフォード値を確保している。高めに設定された巻取

り温度のために酸化スケールが生成し易い傾向にあるが、酸洗前工程において冷延率10～60%の冷間圧延を施すことにより、デスケール性を向上させている。したがって、たとえ酸化スケールが厚く成長するような場合があつても、通常の酸洗条件で鋼板表面から酸化スケールが容易に除去される。また、酸洗前の冷間圧延は、得られる鋼板や溶融めつき鋼板の表面性状を改善する上でも有効である。

【0008】以下、本発明が対象とする鋼に含まれる合金成分、含有量、製造条件等を説明する。

C : 0.0005～0.01重量%

本発明の鋼におけるCは、TiC、NbC等の炭化物として固定される成分であるが、C含有量が低いほどランクフォード値や伸びが改善され、しかも固定化元素としてのTi、Nbの含有量を低減できる。そのため、C含有量の上限を0.01重量%に規制する。しかし、0.0005重量%未満のC含有量は、製鋼工程で過度の脱炭精錬を必要とし、製造コストの上昇を招く。

【0009】Si : 2.0重量%以下

加工性やめつき性に悪影響を及ぼす元素であり、Si含有量の増加に従って伸びやランクフォード値が低下する方向にある。しかし、強度改善の割りには加工性の低下がそれほど大きくないことから、鋼の強化元素として有効な合金成分として使用することもできる。高強度鋼板として要求される強度を得るために、0.2重量%以上のSi含有が好ましい。しかし、2.0重量%を超える多量のSiが含まれると、酸洗前工程としての冷間圧延を施しても表面性状が改善されず、加工性も低下する。

【0010】Mn : 0.05～3.0重量%

熱間圧延時にSに誘起される熱間脆性を防止し、鋼を高強度化する上で有効な成分である。熱間脆性の防止には、0.05重量%以上のMn含有量が必要である。また、Mn含有量が0.50重量%以上になると、Siと同様に鋼板の強度を改善する作用が顕著になる。しかし、3.0重量%を超える多量のMnが含まれると、加工性が劣化する。

P : 0.2重量%以下

Siと同様に、加工性を大きく劣化させない強化元素であり、製品に要求される強度に応じた必要量が添加される。しかし、0.2重量%を超える多量のP含有量では、耐二次加工脆性を低下させる傾向がみられる。

【0011】S : 0.0005～0.02重量%

熱間加工時に割れを誘発させる成分であるため、上限を0.02重量%に規制した。しかし、Mn、Ti等と硫化物を形成し、炭化物系析出物の生成に影響を及ぼし、ランクフォード値を向上させる作用をもつ。また、0.0005重量%未満にS含有量を低減することは、製鋼工程で脱硫精錬に多大な費用を要することになる。このようなことから、本発明では、S含有量の下限を0.0005重量%に規制した。

【0012】Cu : 0.5～3.0重量%

鋼の強度を向上させる上で重要な合金成分であり、要求強度に応じた必要量が添加される。Cuは、比較的低い温度の熱処理によっても析出し、マトリックスを強化する作用を呈する。このような作用は、0.5重量%以上のCu含有量で顕著になる。しかし、熱間加工時に熱間脆性を誘発させる成分であることから、Cu含有量を3.0重量%以下に規制する。3.0重量%を超える多量のCuが含まれると、熱間脆性防止に有効なNiを添加しても、Cuに起因する弊害が阻止できない。

【0013】Al : 0.005～0.10重量%

脱酸剤として添加されると共に、Nを固定する作用を呈する。このような作用は、0.005重量%以上のAl含有量で顕著になる。しかし、0.10重量%を超える多量のAlが含まれると、酸化物系介在物が増加し、加工性や表面性状が劣化する。

N : 0.007重量%以下

不可避的に含まれる成分であり、Ti等で固定される。しかし、0.007重量%を超える多量のNが含まれると、Nの固定に必要なTi、Nb等の增量が要求され、析出物の増加に起因して加工性が劣化する。

【0014】Ti : 0.01～0.1重量%

鋼中に侵入型として固溶するC及びNを炭窒化物として固定すると共に、Sと結合して硫化物を形成する成分である。硫化物を形成し、固溶C及び固溶Nを十分に減少させることにより加工性の向上を図るために、0.01重量%以上のTi含有量が必要とされる。しかし、0.1重量%を超える多量のTiを含ませても、Ti添加による性質改善効果は飽和し、却って製造コストの上昇を招く。

Nb : 0.01～0.1重量%

Tiと同様の炭窒化物形成元素であり、鋼中のC及びNを固定して加工性を向上させる作用を呈する。また、Tiと複合添加するとき、複合析出物を形成し、比較的大きな析出物とすることにより加工性が改善される。このような効果は、0.01重量%以上のNb含有量で顕著になり、0.1重量%で飽和する。

【0015】Ni : 0.2～2.0重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、Cuに起因した熱間脆性を防止する作用を呈し、Cuを添加した系においては特に有効である。このような効果を得るために、Cu含有量の少なくとも1.3程度以上のNi含有量が必要であり、0.2重量%以上でNi添加の効果が顕著になる。しかし、2.0重量%を超える多量のNiを添加すると、再結晶焼純された鋼板が硬質のミクロ組織を呈するようになり、加工性が劣化する。

【0016】B : 0.0002～0.002重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、優先的に結晶粒界に偏析し、Pに起因した粒界脆化を抑制する作用を

呈する。また、プレス成形時における二次加工割れを防止する作用もある。このような作用は、0.0002重量%以上のB含有量で顕著になる。しかし、0.002重量%を超える多量のB含有量は、結晶粒の成長を阻害し、加工性の低下を招く。

Zr, V: 0.01~0.1重量%

必要に応じて添加される合金成分であり、炭窒化物を形成してC及びNを固定する作用を呈する。また、Ti, Nbと複合添加するとき、加工性を更に向上させる作用も呈する。これらの作用は、0.01重量%以上のZr及び/又はV含有量で顕著になるが、0.1重量%で飽和する。

【0017】熱延条件：仕上げ圧延温度 Ar_3 変態点以上、巻取り温度650~800°C

本発明では、連鉄スラブ及び分塊スラブの何れをも使用できる。また、連鉄後又は分塊後の熱間スラブを直接熱延工程に搬送し、或いは熱延工程前に再加熱を施してもよい。再加熱温度は鋼成分や要求特性等に応じて設定されるべきものであり、本発明では特に規定するものではないが、伸びやランクフォード値を向上させる上では1100°C近傍の低温加熱が好ましい。熱間圧延は、仕上げ圧延温度 Ar_3 変態点以上で行われる。仕上げ圧延温度が Ar_3 変態点より低くなると、ランクフォード値にとって不利となる熱延集合組織が形成されるばかりでなく、本発明で規定している温度範囲で巻き取ることが困難になる。熱延された鋼板は、比較的高い650~800°Cの温度範囲で巻き取られる。巻取り温度を650°C以上と高く設定することにより、Ti系炭化物等の析出物の粗大化等の作用によって伸びやランクフォード値が向上する。また、冷間圧延と組み合わせた機械的デスケールを行う場合、巻取り後の酸化の進行によってスケール厚がある一定の範囲で増加し、デスケール性が向上する。しかし、800°Cを超える高温巻取りでは、スケール厚が大きくなりすぎ、後続工程における酸洗前の冷延を施してもデスケール性が著しく劣化する。

【0018】冷間圧延：冷延率10~60%

650~800°Cの温度で巻き取られた熱延コイルは、巻取り後に酸化が進行するため、通常の酸洗のみ、或いはテンションレベラー等を組み合わせた酸洗ではデスケールが困難になる。そのため、酸洗後に残存するスケールによって製品鋼板の表面品質が大きく劣化し、或いは十分なデスケールを得るために酸洗時の通板速度を著しく下げる必要が生じ、生産性が低下する。本発明では、生産性の低下を招くことなく良好な表面品質をもつ製品を得るために、酸洗前に冷間圧延を施し、スケールを機械的に粉碎しながら層間剥離させておく。その結果、通常の酸洗条件で十分デスケールされる。酸洗によるデスケール性を向上させるためには、10%以上の冷延率で

熱延鋼板を冷間圧延することが必要である。10%以上の冷延率は、製品の伸びやランクフォード値を向上させる上でも有効である。しかし、冷延率が60%を超える冷間圧延では、伸びやランクフォード値の向上が期待されるものの、冷延率の上昇に見合ったデスケール性の改善がみられない。しかも、冷間圧延機にかかる負荷が大きくなるため、製造コストを上昇させる原因ともなる。

【0019】酸洗

冷延により、鋼板表面からスケールが部分的に除去される。特に大きな冷延率で冷間圧延したものでは、スケールの除去率が高くなる。しかし、冷延のみではデスケールが完全でなく、鋼板表面にスケールが残存する。このままでは製品の表面品質が低下するため、冷延したコイルを酸洗槽に通板し、酸洗によってスケールを十分に除去する。

【0020】なお、本発明における冷延率は、熱延鋼板の板厚から冷間圧延を経た最終製品の板厚を差し引き、熱延鋼板の板厚で除した値で算出する。

【0021】冷間圧延後の焼純：再結晶温度以上で900°C以下

冷間圧延された鋼帶は、加工硬化しており、加工性が著しく低い状態にある。そこで、鋼板として要求される深絞り性を得るために再結晶温度以上で焼純が施される。焼純方式は、鋼成分や要求特性等に応じて設定されるものであり、連続焼純、箱焼純の何れも採用できる。しかし、何れの焼純方式においても、900°Cを超える焼純温度では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じて結晶方位がランダム化するため、深絞り性が著しく劣化する。このようにして製造された鋼板は、電気めっき、溶融めっき、蒸着めっき等のめっき原板としても使用される。この場合にも、同様に加工性に優れためっき鋼板が得られる。なお、本願明細書では、この種のめっき原板としての用途を包含する意味で「鋼板」を使用している。

【0022】例えば、Zn, Al又はそれらの合金からなる溶融めっきを施すことにより、溶融めっき鋼板が製造される。溶融めっき設備においては、めっき浴に浸漬する前の鋼板が再結晶温度以上に加熱され、前述した鋼板の焼純と同様な効果が得られる。しかし、何れの焼純方式においても、900°Cを超える焼純温度では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じて結晶方位がランダム化するため、加工性が著しく劣化する。この場合も、焼純条件やめっき条件等は特に規定されるものではなく、工業的に通常採用されている条件が選定される。

【0023】

【実施例】 [実施例1] 表1で示した組成をもつ鋼を電気炉で溶製し、50kgの鋼塊を得た。

【0024】

【表1】

表1：実施例で使用した鋼

鋼種	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Cu	Ni	Ti	Nb	B	Zr	V	区分
A	0.0019	0.02	0.10	0.007	0.008	0.044	0.0025	1.55	0.91	—	—	—	—	—	—
B	0.023	0.21	0.16	0.01	0.011	0.039	0.0034	1.25	0.81	—	—	—	—	—	—
C	0.019	0.04	0.17	0.009	0.004	0.057	0.0027	1.87	1.08	—	—	—	—	—	—
D	0.041	0.05	0.44	0.01	0.013	0.041	0.0031	1.56	—	—	—	—	—	—	—
E	0.056	0.54	0.2	0.017	0.007	0.048	0.0029	1.53	—	—	—	—	—	—	—
F	0.067	0.02	0.55	0.009	0.009	0.035	0.0036	2.11	1.04	—	—	—	—	—	—
G	0.0019	0.03	0.09	0.006	0.007	0.043	0.0028	1.54	0.93	0.047	—	—	—	—	—
H	0.0022	0.04	0.16	0.007	0.008	0.039	0.0022	1.94	1.24	0.042	—	0.0005	—	—	—
I	0.0043	0.22	0.15	0.009	0.01	0.028	0.0033	1.15	0.79	0.033	0.03	—	—	—	—
J	0.0027	0.03	0.17	0.013	0.005	0.032	0.0021	1.88	1.22	0.026	—	—	0.03	—	—
K	0.0019	0.03	0.16	0.008	0.003	0.056	0.0026	1.78	1.24	0.046	—	—	0.03	—	—
L	0.0014	0.04	0.43	0.009	0.012	0.04	0.0029	1.50	—	0.045	0.02	—	—	—	—
M	0.0031	0.53	0.19	0.016	0.006	0.047	0.0027	1.5	—	0.058	—	0.0011	—	—	—
N	0.0025	0.03	0.52	0.008	0.008	0.032	0.0034	2.12	1.36	0.034	—	—	0.04	—	—
O	0.073	0.01	0.18	0.006	0.012	0.038	0.0082*	1.43	—	—	—	—	—	—	—
P	0.0014	0.02	0.16	0.005	0.009	0.03	0.0079*	1.31	—	0.039	—	—	—	—	—

*:本範囲で規定した範囲を外れることを示す。

【0025】各鋼塊を厚さ35mmの鋼片に熱間鍛造し、1130°Cに加熱した後、熱間圧延した。熱間圧延の仕上げ温度は、何れの鋼についても Ar₃変態点以上となるように890～950°Cの範囲に設定した。仕上げ板厚は、後続する冷間圧延工程での圧延率を勘案し、

2.2～7.0mmの範囲に設定した。熱延仕上げ後、475～725°Cに加熱したソルトバス炉中に装入し、所定温度に2時間保持することにより、熱延鋼板の巻取りに相当する処理を施した。次いで、冷延率5～45%で冷間圧延し、酸洗によりデスケールした。更に、この

鋼板を再結晶温度以上900°C以下の温度に加熱する焼鈍を施した。このときの製造条件を、鋼種ごとに表2に示す。

【0026】

【表2】

表2：製造条件及び得られた鋼板の特性

試験番号	鋼種	製造条件		機械的性質			表面加工の判定	区分
		巻取温度(°C)	冷延率(%)	0.2%耐力(N/mm ²)	引張強さ(N/mm ²)	全伸び(%)	ランクフオード値	
1	A	725	30	145	321	47	1.2	-115 良
2	A	705	20	139	309	48	1.1	-110 良
3	A	475*	5*	205	367	31	0.4	-30 不良
4	B	665	35	154	343	45	1.1	-110 良
5	C	700	35	149	349	45	1.1	-130 良
6	D	675	50	161	369	43	1.2	-120 良
7	E	685	35	167	371	45	1.2	-110 良
8	F	700	40	159	356	44	1.1	-105 良
9	G	680	40	148	321	51	1.3	-140 良
10	G	700	25	149	328	51	1.4	-115 良
11	G	485*	5*	192	354	38	0.6	-35 不良
12	H	720	35	133	302	52	1.3	-110 良
13	I	670	30	144	332	54	1.2	-115 良
14	J	655	40	145	322	53	1.3	-125 良
15	K	705	30	131	301	51	1.2	-135 良
16	L	680	45	137	305	52	1.3	-130 良
17	M	690	40	143	324	51	1.4	-110 良
18	N	705	35	133	316	50	1.4	-100 良
19	O	645	5*	191	398	29	0.3	-30 不良
20	P	650	5*	189	356	38	0.7	-35 不良

*:本発明で規定した範囲を外れることを示す。

【0027】焼鈍された鋼板の機械的性質及び表面肌の判定結果を表2に示す。機械的性質は、JIS5号引張試験片を使用して測定した。ランクフオード値は、15%引張予歪みを与えた後、3点法で測定し、L方向（圧延方向）、T方向（圧延方向に45度傾斜する方向）及びD方向（圧延方向に直交する方向）の平均値($r_L + 2r_T + r_D$) / 4として求めた。表面肌は目視観察で判定し、スケールが完全に除去された場合を良、スケール残りが1か所以上認められた場合を不良と評価した。また、二次加工割れ性を評価するための脆化温度として

は、次のように測定した温度を使用した。すなわち、直径90mmに打ち抜いたブランクを絞り比2.7の三段階の多段絞りで直径33mmの平底円筒カップに成形し、液体窒素及び有機溶剤からなる各種温度の冷媒に浸漬しながら、先端角60度のポンチを円筒上部から押し込み、脆性割れが発生しない最低温度を測定した。

【0028】表2の調査結果にみられるように、本発明で規定した鋼組成及び製造条件を満足する鋼板では、何れも表面性状が良好であり、高い伸びとランクフオード値を有しており深絞り性、加工性に優れることがわか

る。これに対し、鋼組成が本発明で規定した範囲を外れる鋼種O、Pを使用したものでは、低い伸びとランクフォード値、高い二次加工割れ温度を示した。また、組成的には本発明の条件を満足しても、製造条件が本発明で規定した範囲を外れたものでは、表面性状、伸び、ランクフォード値、二次加工割れ温度の何れか一つ又は複数が悪い値を示した。このことから、鋼組成及び製造条件を特定した組合せにすることにより、表面性状と加工性に優れた鋼板が製造できることが確認された。

【0029】[実施例2]表3に示した組成をもつ鋼を転炉及び脱ガス炉で精錬し、連続铸造により厚み250mm、単位重量13トンのスラブを製造した。

[0030]

〔表3〕

表3：使用した物の種類 (重量%)

	C	S i	Mn	P	S	sol. A I	N	C u	N i	T i	N b	B	Z r
Q	0.021	0.03	0.15	0.011	0.012	0.039	0.0025	1.54	0.68	-	-	-	-
R	0.057	0.01	0.21	0.009	0.008	0.045	0.0041	1.59	0.98	-	-	-	-
S	0.0029	0.02	0.13	0.008	0.005	0.039	0.0022	1.62	0.78	0.043	-	-	-
T	0.0036	0.02	0.16	0.005	0.009	0.042	0.0029	1.51	1.01	0.041	0.03	0.0008	0.03

【0031】各スラブを加熱炉で1130℃に再加熱した後、熱間圧延機で熱間圧延し、880～940℃の範囲の仕上げ温度で板厚1.2～7.7mmに仕上げた。次いで、450～725℃の温度範囲で熱延鋼板をコイルに巻き取った。この熱延鋼板に、冷延率5～45%で冷間圧延を施した後、塩酸系の酸洗液槽をもつ連続酸洗ラインに通板してデスケールした。次いで、この鋼板

を、焼純ラインに通板し再結晶温度以上に加熱する焼純を施し、製品としての鋼板を得た。このときの製造条件及び得られた鋼板の特性を表4に示す。

【0032】

【表4】

表4： 製造条件及び得られた鋼板の特性

試験番号	鋼種	製造条件	機械的性質						表面肌の評定区分	
			仕上温度(°C)	巻取温度(°C)	冷延率(%)	酸洗スピード(m/min)	0.2%耐力(N/mm ²)	引張強さ(N/mm ²)	全伸び(%)	
21	O	880	695	45	120	159	351	44	1.3	-105 良
22	O	920	675	35	135	161	361	42	1.1	-105 良
23	O	920	420*	5*	30	163	368	32	0.3	-30 不良
24	Q	930	695	25	100	164	357	45	1.2	-105 良
25	R	880	715	30	125	167	361	43	1.2	-100 良
26	R	900	695	20	135	168	366	43	1.2	-105 良
27	R	885	700	40	120	169	370	43	1.2	-115 良
28	R	895	680	5*	25	211	389	29	0.3	-35 不良
29	J	885	685	50	130	158	323	49	1.4	-115 良
30	J	925	440*	5*	25	195	369	32	0.5	-35 不良
31	J	920	715	40	150	149	304	51	1.3	-120 良
32	v	940	695	30	105	142	303	48	1.3	-125 良
33	K	890	725	35	115	135	304	48	1.5	-135 良
34	K	910	685	25	135	143	314	48	1.3	-130 良
35	K	915	705	45	125	142	292	49	1.3	-120 良
36	K	915	710	5*	15	202	351	33	0.4	-15 不良

*: 本発明で規定した範囲を外れることを示す。

【0033】表4から明らかなように、同じ鋼材から製造された鋼板であっても、本発明に規定した製造条件が満足されない試験番号23、28、30では低い伸び、

ランクフオード値及び高い二次加工割れ温度を示した。また、表面肌が悪く、酸洗速度の低下に起因して生産性が低下した。他方、本発明に従って製造された鋼板で

は、何れも表面性状が良好であり、高い伸びとランクフオード値を有するため深絞り性、加工性に優れることがわかる。

【0034】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明においては、鋼板の表面性状、深絞り性、加工性を改善するため、巻取り温度を比較的高温に設定して熱間圧延を行

い、得られた熱延鋼板を酸洗する前に、特定の冷延率にて冷間圧延を施している。酸洗前の冷間圧延によりスケールの剥離性が向上し、巻取り温度を比較的高温に設定した熱延鋼板であっても、酸洗によるデスケール工程での生産性の劣化を招くことなく、表面性状と加工性に優れたCu析出強化タイプの高強度鋼板が製造できる。

フロントページの続き

(51) Int. Cl.?
C 22 C 38/16

識別記号

F I
C 22 C 38/16

(参考)

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA14 AA15
AA16 AA17 AA21 AA22 AA23
AA24 AA27 AA29 AA35 AA36
AA39 CC04 CE02 CG01 CG02
CH04 CH05
4K037 EA01 EA02 EA04 EA13 EA15
EA16 EA18 EA19 EA20 EA23
EA25 EA27 EA28 EA31 EA32
EA35 EB02 EB03 EB06 EB09
FC07 FE03 FG01 FG03 FJ04
FJ05 FJ06 HA05

THIS PAGE BLANK (USPTO)